

⑫特許公報(B2)

昭57-19735

⑤Int.Cl.³

識別記号

庁内整理番号

②④公告 昭和57年(1982)4月24日

C 21 D 8/00
C 22 C 38/40

CBA

6793-4K
7147-4K

発明の数 1

(全7頁)

1

2

⑤準安定オーステナイト系ステンレス鋼の塑性加工方法

②特 願 昭53-13994

②出 願 昭53(1978)2月8日

公 開 昭54-106016

④昭54(1979)8月20日

⑦発 明 者 野原清彦

千葉市小倉台3丁目15番9号

⑦発 明 者 小野寛

市原市瀬又611-136

⑦発 明 者 大橋延夫

船橋市習志野台2丁目52番2棟
202号

⑦出 願 人 川崎製鉄株式会社

神戸市葺合区北本町通1丁目1番
28号

⑦代 理 人 弁理士 杉村暁秀 外1名

⑥特許請求の範囲

1 炭素と窒素の合計量が0.10~0.20重量%でかつ下記式で表わされるオーステナイト安定度指標 Md_{30} が、0~30℃の範囲にある組成の準安定オーステナイト系ステンレス鋼に、再結晶温度以上1080℃以下の範囲で溶体処理のあと急冷する熱処理を加え、該ステンレス鋼に施す塑性変形加工に際して、変形温度を60~100℃とし、かつこの温度範囲における歪速度を $2.0 \times 10^{-3} \sim 2.0 \times 10^{-2} \text{ sec}^{-1}$ でしかも変形温度が高くなるほど大きい歪速度を第3図から選んで変形を行わせることを特徴とする準安定オーステナイト系ステンレス鋼の塑性加工方法。

$Md_{30}^{\circ}\text{C} = 551 - 462(C\% + N\%) - 9.2Si\%$
 $- 8.1Mn\% - 29(Ni\% + Cu\%) - 13.7Cr\%$
 $- 18.5Mo\% - 68(Nb\% + Ta\% + Ti\%) - 1.4(G.S.N. - 8.0)$
 式中各元素の%は重量百分率、G.S.N.は

ASTM結晶粒度番号を示す。

発明の詳細な説明

この発明は、準安定オーステナイト系ステンレス鋼の塑性加工方法に関するものである。

5 この発明は準安定オーステナイト系ステンレス鋼につき通常の変形方法では到底のぞみ得なかつた大きな延性を特定の塑性加工条件下に得る成分組成および熱処理条件を究明し、著大な塑性伸びの下での変形加工を可能ならしめようとするものである。

10 SUS301やSUS304などの準安定オーステナイト系ステンレス鋼(通称オーステナイト系ステンレス鋼)は、変形に際してマルテンサイト変態を生じ、そのため加工硬化性の大きいことが特徴となつている。

15 この加工誘起マルテンサイト変態は成分組成および変形温度に強く依存すること、そして引張変形における破断伸び(もしくは一様伸び)は、成分組成に応じある変形温度で最大値をとるような変化を示し、この最大値を示す温度は M_s 点と M_d 点の間に存在すること、などが従来より知られている。

ここで M_s 点とは材料を単に冷却した場合にマルテンサイト変態が開始する温度であり、 M_d 点とは材料を塑性加工した場合にマルテンサイト変態を起こす加工温度の上限のことである。

これらの鋼のこのような特異な塑性挙動を延性向上のために実用化した例として多段変形法(特開昭52-27012号公報)をあげることができ、通常の1段変形法ではその例をみない。

さて、この発明は、通常の一段変形方法では決して実現することのできない大きな延性を得るための鋼の化学組成と熱処理そして塑性変形方法を解明したものであり、加工誘起マルテンサイト変態と動的歪時効現象を適切に組み合わせることによってそれを実現したものである。この方法は通常のプレス加工はもちろんのこと、液圧成形、伸線

3

加工、スピニングあるいはアイオニングなどを含む各種の塑性加工に応用でき、またこれら以外の新しい加工方法開発の基礎にもなりうるものである。

この発明は炭素と窒素の合計量が0.10～0.20重量%であり、かつ次式 $Md_{30}(C) = 551 - 462(C\% + N\%) - 9.2Si\% - 8.1Mn\% - 29(Ni\% + Cu\%) - 13.7Cr\% - 18.5Mo\% - 68(Nb\% + Ta\% + Ti\%) - 1.4(G.S.N. - 8.0)$ 式中各元素の%は重量百分率、G.S.N.はASTM結晶粒度番号を示す。

で求められるオーステナイト安定度指標 Md_{30} すなわち真歪30%の引張歪を与えたとき試験片体積の50%がマルテンサイト変態する温度が0℃から30℃の範囲になる組成の準安定オーステナイト系ステンレス鋼を熱間あるいは冷間圧延（いずれも引抜き、押し出しその他の塑性変形を含む）したのち、結晶粒度が8.5（ASTM粒度）以上になるように再結晶温度以上でかつ1080℃以下の温度範囲で溶体化処理後急冷することにより、その後適切な条件のもとでの塑性変形に際し優れた延性を得ることができる処理法を解明したもので、この場合の適切な条件として変形温度は60℃から100℃の間、望ましくは70℃から90℃の範囲に規定し、かつ歪速度を $2.0 \times 10^{-3} \text{sec}^{-1}$ から $2.0 \times 10^{-2} \text{sec}^{-1}$ の範囲でしかも変形温度が高いほど歪速度を大きく選ぶようにする。

かかる方法によつて著しい延性の向上がもたらされるばかりではなく、大きな強度をも確保することができる。

ところでさきにも触れたように、準安定オーステナイト系ステンレス鋼の引張破断伸びが M_s と M_d 点の間のある変形温度で最大値となることはすでに公知の事実であり、またその最大値を示す温度および伸びの最大値が成分組成なかでもオーステナイト安定度の指標となる成分の影響を受けることも報告されている。

このように材料のオーステナイト安定度に応じた最適変形温度で変形すれば、通常の室温変形に比べて破断伸びや深絞り成形限界をかなり大きくすることができる。しかしながら、このような方法による成形能の向上は室温変形に比べてたかだか30%であつて実際にはあまり大きいとはいへ

4

ない。具体例についてこれを見るとたとえばSUS301の引張破断伸びは室温で約55%、70℃で最大値75%である。また現実には種々の加工を行なう際、加工温度を制御することは一般に多額の費用を必要とし、作業能率の低下をもたらすことが多いから、飛躍的な成形能の向上が期待できない限り実用化に適合しない。

多段変形法の例（特開昭52-27012号公報）では加工誘起変態の温度依存性を利用して飛躍的な延性の向上を実現したものであるが、場合によつては変形プロセスが複雑であるという難を残す。

そこで単一の変形プロセスによつても飛躍的な延性の向上を実現しようとするのがこの発明の目的であり、破断伸び限界を通常の室温変形の2倍程度に向上させ、実用化に伴う上述のような難点を軽減して、種々の加工に応用するための基本的な手法を明確にしようとするものである。

準安定オーステナイト系ステンレス鋼の引張り変形過程について加工誘起マルテンサイトの生成速度と生成量が適当であればオーステナイト母相が十分に加工硬化し、一樣伸び限界が増大する。破断伸びが最大となる温度での変形状態はこの条件に合致していると考えられる。

しかし変形中の温度を一定に規定するだけでは、マルテンサイト変態を利用しているとはいふものの、この種の鋼の変形能を十分満足に引き出しているとはいえない。

特開昭52-27012号公報にしるされているように、変形途中で適切に温度を低下させて徐々にマルテンサイトを生成させ、それに伴う加工硬化による試片のネッキング防止効果を有効に利用するのも有力な方法であるが、場合によつて変形プロセスが複雑であるという難点はさけられない。

そこで発明者らは通常の一段変形で所期の目的を達成するために、加工誘起変態と動的歪時効現象を組合せることを試みた。

マルテンサイト変態は主として試片の応力集中個所で起こるため、そこがとくに加工硬化するので変形は他の部分に伝播しやすく、このことがネッキングの防止と大きい破断伸びの得られる原因となつている。

この場合変形はいわゆるLüders帯とその伝

5

播によつて進行する形をとり、その発生時には変形応力の変動が起つていわゆるセレーション現象を生ずる。通常のSUS301やSUS304の焼鈍材を適当な変形温度で引張り変形したときのセレーションは第1図にその1例を示すように不規則な形態をとり、またこのようなときの変形荷重は歪とともに増加する形となる。このような場合、これらの材料で得られる伸びの最大値は経験上約75%程度である。

一方、荷重—伸び線図の主要部分において歪が増加しても荷重増加がほとんど起こらないようにする、すなわち加工硬化率と試験片の断面積減少率がうまくマッチングして荷重増加をほとんど生ずることなく変形が進行するようにすれば、第1図に比べてさらに大きな伸びが得られるものと期待される。そこで発明者らは種々の予備試験を行なつた結果、単に加工誘起変態の温度依存性を利用するだけでは、得られる変形態に限界があり、これを浚駕するためには変態によつて生成したマルテンサイト相自身の動的歪時効現象も利用すること、そして変形途中でのLüders帯をもつと規則的に生じさせる必要があることを認めた。

このような観点から、発明者らは種々実験を繰返した結果、定温引張り変形において大きな破断伸びを得るための最適条件を見いだすことに成功した。

この場合、第2図に示すように、塑性曲線上の初過程で可聴音を伴う鋭い荷重低下を生じたのち小さい荷重ピークが出現し、続いてきわめて規則的な周期をもつセレーションが発生し、それに伴つて試片上に規則的なLüders帯模様が発生する。そして破断までほとんど荷重増加がみられない。そして100~120%という非常に大きな伸びが得られた。

以下にこのような荷重—伸び曲線を示すようにするための最適条件について説明する。まず材料のオーステナイト安定度を特定の範囲に限定する必要がある。すなわち真歪30%引張変形した場合、試料体積の50%がマルテンサイトに変態するような変形温度であらわされるオーステナイト安定度指標 Md_{30} (℃で表示)に関する従来既知のAngelの式を発明者らが修正した次式、 $Md_{30}(C) = 551 - 462(C\% + N\%) - 9.2Si\% - 8.1Mn\% - 29(Ni\% + Cu\%) - 137Cr\%$

6

$$- 18.5Mo\% - 68(Nb\% + Ta\% + Ti\%) - 1.4(G.S.N. - 8.0) \quad \dots\dots (1)$$

から求められる値が0~30℃の間になるような組成でなければならない。なお、いうまでもなく鋼はこれら諸元素のほかには不可避免的に混入する元素および残余Feを含んでいる。

Md_{30} が30℃より高いとオーステナイト相があまりにも不安定すぎるため、また0℃より低いと反対にオーステナイト相があまりにも安定すぎるため、後述するようなオーステナイト安定度以外の条件をいかに変えても、いずれも第2図に示したような望ましい荷重—伸び線図を得ることはできず、したがつて延性の向上を図ることもできない。

加えて(1)式によるオーステナイト安定度指標 Md_{30} が適正条件の範囲に入るような化学組成であつても、侵入型原子の炭素と窒素に関してはさらに規制する必要がある。

これは第2図のような荷重—伸び線図を得るには、加工誘起されたマルテンサイト相の動的歪時効現象が作用することが必要で、そのためには加工によつて生じた転位と炭素および窒素の間に相互作用が生じなければならず、したがつてある量以上の炭素と窒素が含有されている必要があり、実験の結果その量は $(C+N) \geq 0.10\%$ と決定された。

しかし $(C+N)$ があまり多量になるとオーステナイト相が極端に固溶強化されて延性の劣化をきたすので、おのずから上限が存在する。その値は 0.20% と決定された。したがつて $0.10 \leq (C+N) \leq 0.20\%$ の範囲に炭素と窒素は限定される。

さらに以上のようなオーステナイト安定度と成分を有する材料の仕上熱処理は通常生産現場で製造されるSUS304やSUS301のそれよりも低温にする必要があり、また冷却速度もなるべく大きいことが望ましい。すなわち熱処理温度は再結晶温度(この種の鋼では約950℃)以上でかつ1080℃以下(めやすとしてASTM粒度 ≥ 8.5)とし、冷却方法は強制空冷もしくは水冷であることが望ましい。その理由は次のとおりである。

熱処理温度を低くして通常よりも組織を微細化すると加工に伴つて生ずるマルテンサイトも細か

7

く均一に分布するようになり、導入される転位も均一に分布するので炭素や窒素の拡散による転位のピンニングが有効に生じやすく動的歪時効が効果的に現出する。また熱処理後の冷却速度を大きくすれば固溶状態の炭素や窒素が多くなり、またクロム炭化物も析出しにくいので結局固溶炭素や窒素量が増大し、変形時の動的歪時効が効果的に現出しやすい。

さて、このようにして製造された準安定オーステナイト系ステンレス鋼をたとえば引張変形した際に100%以上の大きな破断伸びを得るためには変形温度と変形速度を適切に選定しなければならない。

変形温度によつてマルテンサイトの生成速度と生成量ならびに炭素と窒素の拡散速度が左右され、他方変形速度によつて運動転位の移動速度が影響を受け、それらの適切なマッチングによつて優れた延性が実現されるわけである。

実験の結果、変形温度 T 、と変形速度(歪速度) $\dot{\epsilon}$ 、の適正值は第3図に示す縦縞線域のように決定された。すなわち、 $60 \leq T \leq 100^\circ\text{C}$ および

8

$2.0 \times 10^{-3} \text{sec}^{-1} \leq \dot{\epsilon} \leq 2.0 \times 10^{-2} \text{sec}^{-1}$ であつた $a_1 T + b_1 \leq \log \dot{\epsilon} \leq a_2 T + b_2$ で示される第3図の縦縞線域の範囲内になければならない。ここに $a_1 = (\log 2) / 40 = a_2$, $b_1 = -(3 + 0.5 \log 2)$, $b_2 = -(2 + 1.5 \log 2)$ 。

変形温度をこのような範囲に限定したのは、 60°C 未満では炭素と窒素の拡散速度が小さすぎ、 100°C を越えると既述の成分組成を有する材料のマルテンサイト変態が過少にしか生じなくなるためである。また変形速度の限定理由は、 $2.0 \times 10^{-2} \text{sec}^{-1}$ 未満では運動転位の速度が小さすぎ、 $2.0 \times 10^{-2} \text{sec}^{-1}$ を越えるとあまりにも大きすぎて、いずれも炭素や窒素原子によるピンニングが有効適切に作用しないことにある。

また第3図のように変形温度が高いほど変形速度が大きくなければならないのは、前述のように高温ほど炭素、窒素の拡散が迅速になるのでこれに同期するために可動転位も迅速に運動する必要があるからである。

以下実施例を第1表により説明する。

第 1 表

区分	鋼種	Md ₃₀ (°C)	C+N (wt%)	熱処理・組織		変形温度 T(°C)	変形速度 $\dot{\epsilon}$ (sec ⁻¹)	引張強さ / mm^2	伸び(%)	セレー ション の形態
				温度 (°C)	ASTM G.S.N.					
実施例	1	25	0.14	1050	9.5	75	6.8×10^{-3}	75	126	規則的
	2	15	0.13	1030	9.7	80	4.2×10^{-3}	79	115	"
	3	20	0.16	1000	9.8	83	3.4×10^{-3}	75	119	"
	4	5	0.11	1080	8.6	96	1.0×10^{-2}	62	108	"
	5	9	0.15	1060	8.7	85	3.4×10^{-3}	80	123	"
参考例	6	—5	0.14	1050	9.5	75	6.8×10^{-3}	55	63	なし
	7	25	0.07	"	9.0	"	"	54	60	不規則
	8	"	0.14	1120	6.5	"	"	66	82	"
	9	"	"	1050	8.9	55	"	70	71	"
	10	"	"	"	"	75	1.7×10^{-3}	69	79	"
従来例	SUS301	20	0.14	1100	8.0	75	6.8×10^{-3}	65	70	"
	SUS304	—15	0.09	"	8.1	75	"	50	53	なし

注：板厚はすべて0.5mm，JIS 13B号試験片用の標点距離50mm，

ASTM G.S.N.はASTM結晶粒度番号

9

鋼種 $\#1 \sim 5$ は上記説明したような諸条件を満足した本発明鋼に属する実施例であつて、いずれも第2図に示したような規則的セレーシオンを呈するという特徴を有し、100%以上の大きな伸びを示している。とくに $\#1$ は $Md_{30} = 25^\circ\text{C}$ の材料を表示の条件で変形させてこの実施例中の最大伸び126%という値が得られた例である。

これらに対し、鋼種 $\#6 \sim 10$ は上記諸条件のどれかを満足していない場合の例である。すなわち、 $\#6$ は Md_{30} が -5°C と低すぎ、 $\#7$ は $C + N = 0.07$ と少なく、 $\#8$ は熱処理温度が 1120°C と高温のため結晶粒度が6.5と小さく、 $\#9$ は変形温度が 55°C で適正温度範囲の下限値をはずれた例であり、そして $\#10$ は変形速度を $1.7 \times$

10

10^{-3}sec^{-1} と適正条件の臨界値よりも低速で変形した例で、いずれも第1図に示したような不規則なセレーシオンを呈するか、あるいは $\#6$ のようにセレーシオンがみられず、伸びの値もそれほど大きくない。

またこれらのほかに既存鋼のSUS301およびSUS304の焼鈍材について変形温度と変形速度を適正条件に選定した場合のデータも示したが、得られた伸びの値はそれぞれ70%および53%であり、この発明の効果と比較するとはるかに劣る。

上述供試鋼の具体的な成分組成は、第2表のとおりである。

第 3 表

区分	鋼種	C	N	Si	Mn	P	S	Ni	Cr
実施例	$\#1$	0.12	0.02	0.50	1.03	0.037	0.007	7.0	17.1
	2	0.11	0.02	0.49	1.00	0.040	0.007	7.3	17.1
	3	0.14	0.02	0.52	1.05	0.039	0.008	7.3	17.2
	4	0.09	0.02	0.50	1.10	0.040	0.008	7.5	17.5
	5	0.13	0.02	0.51	1.05	0.035	0.006	7.3	17.2
参考例	6	0.11	0.03	0.70	1.15	0.040	0.006	7.7	18.1
	7	0.05	0.02	0.66	1.05	0.040	0.007	8.0	17.3
	8	0.12	0.02	0.56	1.00	0.041	0.005	7.1	17.0
	9	0.12	0.02	0.55	1.06	0.037	0.006	7.0	17.1
	10	"	"	"	"	"	"	"	"
従来例	SUS301	0.12	0.02	0.51	1.01	0.035	0.007	7.2	17.0
	SUS304	0.07	0.02	0.49	1.51	0.042	0.006	8.7	18.6

* 単位は重量百分率

以上からこの発明による延性の向上がいかに卓越しているかが明瞭に理解されここに強度も比較的大きい値が得られる。

なおこの発明においてみられる規則的なセレーシオンは、プレス成形などの実際の加工に際して表面性状に悪影響をおよぼすことはまつたくない。

以上説明したように、この発明は単一の変形工程でかなり大きい強度ときわめて優れた延性を得

るための基本的な変形加工方法を提供するものであり、強度と延性を必要とするあらゆる加工に絶大な効果を発揮することが期待され、その応用分野も広範なものがある。すなわちプレス加工、リストライク成形を含む種々の2次加工、バルジ成形ならびに対向液圧成形、伸線加工、スピニング、アイオニングなどに関する新しい加工方法開発に有効に利用され、なかでもバルジ成形や対向液圧

11

成形の場合には液体を使用するから温度制御が容易であり、同時に油圧機構によつて速度制御も比較的正確に行なうことができるから、この発明を一層有効適切に応用しうる有望分野である。

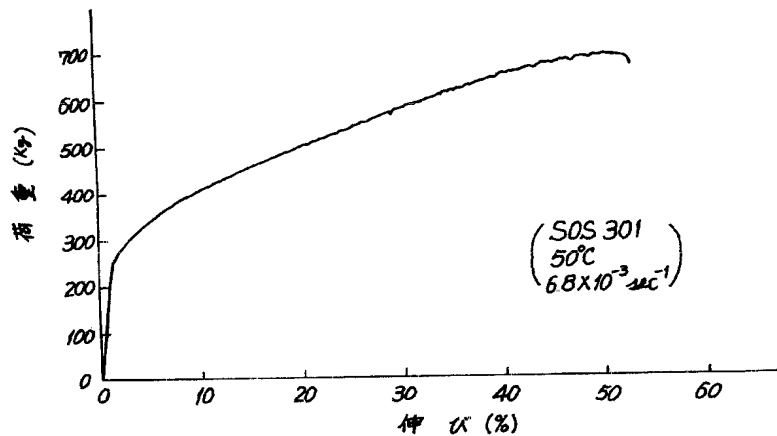
図面の簡単な説明

第1図は不規則なセレーションを有する準安定

12

オーステナイト系ステンレス鋼の引張り荷重—伸び曲線図、第2図は規則的なセレーションを有する準安定オーステナイト系ステンレス鋼の引張り荷重—伸び曲線図、第3図はこの発明による変形5 温度と変形速度の適正条件を示す図表である。

第1図



第2図

